

PTO 06-1475

CY=JA DATE=20030521 KIND=A
PN=15-147477

OVER 700 MPa CLASS NONHEAT-TREATED, LOW-YIELD-RATIO
RATIO THICK STEEL PLATE AND ITS METHOD OF MANUFACTURE
[700 MPa CHO KYU HICHOSHITSU TEIKOFUKUHI
ATSUKOBAN OYOBI SONO SEIZO HOHO]

Toru Hayashi, et al.

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE
Washington, D.C. December 2005

Translated by: FLS, Inc.

PUBLICATION COUNTRY	(19):	JP
DOCUMENT NUMBER	(11):	2003147477
DOCUMENT KIND	(12):	A
PUBLICATION DATE	(43):	20030521
PUBLICATION DATE	(45):	
APPLICATION NUMBER	(21):	2001342010
APPLICATION DATE	(22):	20011107
ADDITION TO	(61):	
INTERNATIONAL CLASSIFICATION	(51):	C22C 38/00; B21B 1/38; B21B 3/00; C21D 8/02; C22C 38/12; C22C 38/58
DOMESTIC CLASSIFICATION	(52):	
PRIORITY COUNTRY	(33):	
PRIORITY NUMBER	(31):	
PRIORITY DATE	(32):	
INVENTOR	(72):	HAYASHI, TORU; HOSHINO, TOSHIYUKI; AMANO, TORAKAZU.
APPLICANT	(71):	KAWASAKI STEEL CORP.
TITLE	(54):	OVER 700 MPa CLASS NONHEAT-TREATED LOW-YIELD-RATIO THICK STEEL PLATE AND ITS METHOD OF MANUFACTURE
FOREIGN TITLE	[54A]:	700 MPa CHO KYU HICHOSHITSU TEIKOFUKUHI ATSUKOBAN OYOBI SONO SEIZO HOHO

(54) [Title of the Invention]

/1*

700 MPa Class NonHeat-Treated, Low-Yield-Ratio Thick Steel Plate and
Its Method of Manufacture

[Claim(s)]

/2

[Claim 1] An over 700 MPa class nonheat-treated, low-yield-ratio thick steel plate characterized by having a composition comprising 0.005 to 0.03% C, 1.5 to 3.0% Mn, 0.05 to 1.00% Mo, 0.05 to 0.5% Si, 0.01 to 0.08% Al and 0.005 to 0.08% Nb, by mass%, with the balance being Fe and unavoidable impurities, and a structure containing a bainitic ferrite phase having an area ratio of 80% or higher; the packet size of said bainitic ferrite phase being 15 μm or less; and having a tensile strength greater than 700 MPa, a yield ratio of 80% or less, and a fracture transition temperature **vTrs** of -20°C or less.

[Claim 2] The over 700 MPa class nonheat-treated, low-yield-ratio thick steel plate of Claim 1 characterized by the aforesaid structure being one containing 2% or less of insular martensite, by area ratio.

[Claim 3] The over 700 MPa class nonheat-treated, low-yield-ratio thick steel plate of Claim 1 or 2 characterized by obtaining a composition further containing, in addition to the aforesaid composition, one or more of 0.05 to 2.0% Cu, 0.05 to 2.0% Ni, 0.05 to 2.0% Cr, 0.003 to 0.05% Ti, 0.003 to 0.080% V and 0.0003 to 0.0030% B, by mass%, and/or one or more of 0.0003 to 0.0030% Ca and 0.0003 to 0.010% REM.

[Claim 4] A method for manufacturing a nonheat-treated, low-yield-ratio, high-tenacity thick steel plate characterized by heating to $1,100$ to $1,350^{\circ}\text{C}$

*Number in the margin indicates pagination in the foreign text.

a steel stock containing a composition of 0.005 to 0.03% C, 1.5 to 3.0% Mn and 0.05 to 1.00% Mo, 0.05 to 0.5% Si, 0.01 to 0.08% Al and 0.005 to 0.08% Nb, by mass%, and comprising a balance of Fe and unavoidable impurities, subsequently conducting a hot rolling on said steel stock, with the cumulative rolling reduction ratio being 30% or less in a temperature region of 1,000 to 1,250°C and the rolling completion temperature set at point **Ar3** or higher in the austenite nonrecrystallizing region, and after the hot rolling is completed, cooling it at a cooling rate of 0.1 to 20°C/s.

[Claim 5] The over 700 MPa class nonheat-treated, low-yield-ratio thick steel plate of Claim 4 characterized by obtaining a composition further containing, in addition to the aforesaid composition, one or more of 0.05 to 2.0% Cu, 0.05 to 2.0% Ni, 0.05 to 2.0% Cr, 0.003 to 0.05% Ti, 0.003 to 0.080% V and 0.0003 to 0.0030% B, by mass%, and/or one or more of 0.0003 to 0.0030% Ca and 0.0003 to 0.010% REM.

[Detailed Specifications]

[0001] [Technical Field of the Invention]

The present invention pertains to a nonheat-treated steel plate, and in particular, a low-yield-ratio, highly tenacious thick steel plate having an optimum high strength for use in bridges, construction, shipbuilding, construction machines, industrial machines, ocean structures, penstock, etc.

[0002] [Prior Art]

In order to ensure a well-balanced high strength and high tenacity for a thick steel plate, a tensile strength (TS) of 700 MPa class or more were manufactured in the past by conducting a thermal refining treatment.

A thermal refining treatment presented merits because a thick steel plate could be manufactured by stabilizing a finished product having characteristics including high strength and high tenacity, but a thermally-refined steel plate required a longer manufacturing period than a nonheat-treated steel plate as rolled, and also, presented problems because the manufacturing costs were high.

[0003] Attempts at manufacturing a thick steel plate having high strength at a **TS** of 700 MPa or higher as unrolled was performed with respect to such problems. For example, in the publication of Tokkai No. 8-188823, a method for manufacturing a nonheat-treated thick steel plate at a **TS** of 780 MPa class in which a 2-phase rolling was conducted on a material to which proper amounts of C, Si, Mn, Mo and Nb were added has been proposed. However, there are problems if a hot rolling is performed in a 2-phase region because separation occurs readily and the absorption energy decreases in a Sharpy impact test.

[0004] Moreover, in the publication of Tokkai No. 11-264107, a method for manufacturing a nonheat-treated, high tensile strength plate is proposed in which, while heating a piece of steel containing a proper amount of Cu, Nb and B with an extremely low C content and a high Mn content to 1,000 to 1,350°C, hot rolling was conducted thereon at a cumulative rolling reduction ratio of 50% or more in a temperature region of 950 to 1,100°C, and the rolling end temperature is set to 800°C or higher, and after rolling is completed, it is cooled at cooling rate between 1°C/s and 30°C/s, and cooling is stopped at a cooling rate between 550°C and (Ar₃-20°C). According to this art, a 700 MPa class high tensile strength (TS), nonheat-treated

steel material can be manufactured. However, there is a problem with the steel plate manufactured according to the art described in the publication of Tokkai No. 11-264107 for applications in structural members with a high yield ratio of 80% or higher and requiring earthquake-proofness.

[0005] [Problems to be Solved by the Invention]

It is an object of the present invention to provide a nonheat-treated thick steel plate having high tenacity at a fracture transition temperature **vTrs** of -20°C or less and high strength at a tensile strength **TS** of 700 MPa class or higher and a yield point of 80% or less by advantageously solving the above problems of the prior art.

[0006] [Means for Solving the Problems]

In order to accomplish the problems above, the inventors of the present invention performed painstaking investigations on the influence of structures on the tenacity of a 700 MPa class nonheat-treated, high-strength thick steel plate at a TS of 700 MPa class or higher. As a result, in order to ensure high tenacity, they discovered that it was crucial to prevent the generation of very low carbon-based insular martensite, or to also obtain a structure comprising a bainitic ferrite phase at an area ratio of 80% or less even if the insular martensite area ratio is reduced to 20% or less. Since a shearing transformation of the bainitic ferrite arises; hence, it is difficult to coarsen the structure and to easily ensure high tenacity. /3

[0007] Moreover, "bainitic ferrite" in the present invention refers to "sheaf-like with laths but no carbide, conserving the prior γ -grain boundary" (Collection of Photographs of Steel Bainite-I: Bainite Research

Committee, ISIJ (1992):4)).

[0008] Moreover, since insular martensite is an extremely hard structure, it readily separates at the interface with the parent phase to easily become the starting point of a fracture. Thus, if the generation of insular martensite is prevented or even if the area ratio is reduced to 2% or less, there is little influence on the reduction in the tenacity.

Thus, the inventors of the present invention thought that it was preferable to obtain a structure composed mainly of bainitic ferrite and to obtain a structure in which the area ratio was reduced to 2% or less even if insular martensite was present in order to obtain a thick steel plate having high strength and high tenacity.

[0009] Based on the above findings, the present invention was accomplished by applying more investigations. That is, the present invention is a 700 MPa class nonheat-treated, low-yield-ratio thick steel plate characterized by having a composition comprising 0.005 to 0.03% C, 0.05 to 0.5% Si, 1.5 to 3.0% Mn, 0.01 to 0.08% Al, 0.05 to 1.00% Mo and 0.005 to 0.08% Nb, by mass%, with the balance being Fe and unavoidable impurities, and a structure containing a bainitic ferrite phase having an area ratio of 80% or higher, or further, insular martensite having an area ratio of 2% or less; the packet size of the aforesaid bainitic ferrite phase being 15 μm or less; and having a tensile strength greater than 700 MPa, a yield ratio of 80% or less, and a fracture transition temperature vT_{rs} of -20°C or less. Moreover, in the present invention it is preferable to obtain a composition further containing, in addition to the aforesaid composition, one or more of 0.05 to 2.0% Cu, 0.05 to

2.0% Ni, 0.05 to 2.0% Cr, 0.003 to 0.05% Ti, 0.003 to 0.080% V and 0.0003 to 0.0030% B, by mass%, and/or one or more of 0.0003 to 0.0030% Ca and 0.0003 to 0.010% REM.

[0010] In addition, the present invention is a method for manufacturing a 700 MPa class nonheat-treated, low-yield-ratio thick steel plate characterized by heating to 1,100 to 1,350°C a steel stock containing a composition of 0.005 to 0.03% C, 0.05 to 0.5% Si, 1.5 to 3.0% Mn, 0.01 to 0.08% Al, 0.05 to 1.00% Mo and 0.005 to 0.08% Nb, by mass%, or further, at least one or more of 0.05 to 2.0% Cu, 0.05 to 2.0% Ni, 0.05 to 2.0% Cr, 0.003 to 0.050% Ti, 0.003 to 0.080% V and 0.0003 to 0.0030% B, by mass%, and/or one or more of 0.0003 to 0.0030% Ca and 0.0003 to 0.010% REM and having a composition comprising a balance of Fe and unavoidable impurities, subsequently conducting a hot rolling on said steel stock, where the cumulative rolling reduction ratio is 30% or less, in a temperature region of 1,000 to 1,250°C and the rolling end temperature is set at point **Ar3** or higher in the austenite nonrecrystallizing region, and after the hot rolling is completed, cooling it at a cooling rate of 0.1 to 20°C/s.

[0011] [Embodiments of the Invention]

The reason for limiting the composition of the thick steel plate of the present invention will be described first. "Mass%" in the composition is simply stated as "%."

C: 0.005 to 0.03%

It is necessary to contain 0.005% or more C, which is an element that increases the strength of steel, to ensure the prescribed concentration in the present invention. However, in excess of 0.03%, the area ratio

of the insular martensite readily becomes higher than 2% and the tenacity readily deteriorates. Thus, C is limited to 0.005 to 0.03%, and more preferably, 0.015 to 0.022%.

[0012] Si: 0.05 to 0.5%

It is necessary to contain 0.05% or more of Si, which is an element acting as a deoxygenation agent. but if more than 0.5% of it is contained, the tenacity deteriorates. Thus, Si was limited to a range of 0.05 to 0.5%, and more preferably, 0.20 to 0.35%.

Mn: 1.5 to 3.0%

It is necessary to contain 1.5% of Mn, which is element used for increasing the strength of steel, to make the tensile strength of the parent material a grade of 700 MPa and to make the structure a bainitic ferrite one. On the other hand, a content exceeding 3.0% causes the tenacity of the welded sections to deteriorate markedly. Thus, Mn is limited to a range of 1.5 to 3.0%.

[0013] Al: 0.01 to 0.08%

Although it is necessary to contain 0.01% or more of Al since it acts as a deoxygenating agent, if more than 0.08% of it is contained, the tenacity of the parent material is reduced, and also, the tenacity of the welded metal portions is deteriorated. Thus, Al is limited to a range of 0.01 to 0.08%, and more preferably, 0.02 to 0.04%.

[0014] Mo: 0.05 to 1.00%

Mo is an element used for increasing the strength of steel and acts effectively in increasing the strength of the parent material. In order to obtain such effects, it is necessary to contain 0.05% or more of it.

Moreover, by containing 0.05% or more Mo, there is an effect for reducing the yield ratio to 80% or less. On the other hand, a content exceeding 1.00% adversely affects the tenacity. Thus, Mo is limited to a range of 0.05 to 1.00%, and more preferably, 0.20 to 0.50%.

[0015] Nb: 0.005 to 0.08%

Nb has an action for making the structure a bainitic ferrite one and accordingly, it is necessary to contain 0.005% or more of it. On the other hand, if more than 0.08% of it is contained, the tenacity of the welded thermally-expanded portions deteriorates. Thus, Nb is limited to a range of 0.005 to 0.08%, and more preferably, 0.01 to 0.06%. /4

[0016] The above elements are basic constituents, but in addition to these constituents, the following constituent may be selectively contained.

Out of 0.05 to 2.0% of Cu, 0.05 to 2.0% of Ni, 0.05 to 2.0% of Cr, 0.003 to 0.05% of Ti, 0.003 to 0.080% of V, and 0.003 to 0.0030% of B, at least one 1 or more 2 of any of Cu, Ni, Cr, Ti, V and B are elements participating in raising the strength of steel, and can be contained singly or by combining them, as needed.

[0017] Cu is an element effective for raising the strength of steel by means of solid solution-strengthening and precipitation-strengthening. When it is contained in the present invention, although it is preferable to contain 0.05% or more of it, the tenacity deteriorates if more than 2.0% of it is contained. Thus, it is preferable to limit the Cu to 0.05 to 2.0%. Ni is an element effective for being able to increase the strength while maintaining the tenacity of the parent material. When it is contained

in the present invention, it is preferable to contain 0.05% or more of it, but no more effects can be anticipated even when more than 2.0% of it is contained, but becomes disadvantageous costwise. Thus, Ni is preferably limited to a range of 0.05 to 2.0%.

[0018] Cr is an element effective for raising the strength of steel, and moreover, it has action for accelerating the generation of a bainitic ferrite structure by reducing the bainite transformation starting temperature. When it is contained in the present invention, although it is preferable to contain 0.05% or more of it to obtain such effects, the tenacity deteriorates if more than 2.0% of it is contained. Thus, it is preferable to limit the Cr to a range of 0.05 to 2.0%.

[0019] Ti is an element used for raising the strength by means of precipitation-strengthening as Ti(CN), and it acts effectively in improving the tenacity by refining the original austenite grain diameter. If it is contained in the present invention, it is preferable to contain 0.003% or more of it to obtain such effects. On the other hand, if more than 0.05% of it is contained, the Ti(CN) particles coarsen, and the desired effects cannot be obtained. Thus, it is preferable to limit the Ti to a range of 0.003 to 0.050%.

[0020] V is an element that acts effectively to raise strength by means of precipitation-strengthening as V(CN) and it is preferable to contain 0.003% or more of it to obtain such effects. On the other hand, if more than 0.080% of it is contained, the tenacity decreases. Thus, it is preferable to limit V to a range of 0.003 to 0.080%. B is an element participating in increasing the strength of steel by reducing the bainite

transformation start temperature. When it is contained in the present invention, it is preferable to contain 0.0003% or more of it. On the other hand, if more than 0.0025% of it is contained, the steel hardens markedly, and there is the risk of bringing about deterioration in the tenacity. Thus, it is preferable to limit B to a range of 0.0003 to 0.0025%.

[0021] One or more of 0.0003 to 0.0030% Ca and 0.0003 to 0.010% REM

Ca and REM each have action for improving HAZ tenacity by way of controlling the morphology of inclusions. By adding 0.0003% or more of Ca, the HAZ tenacity is improved by suitably selecting the balance between S and O by controlling the morphology of the inclusions. On the other hand, even if more than 0.0030% of it is added, there are no more effects thereof. Thus, it is preferable to limit Ca to a range of 0.0003 to 0.0030%.

[0022] REM improves the HAZ tenacity by forming REM(O, S). Such effects are confirmed if 0.0003% or more of it is contained, but even if more than 0.010% of it is contained, there are no further effects thereof.

Thus, it is preferable to limit REM to 0.0003 to 0.010%. The reason for limiting the structure of the thick steel plate of the present invention is described next. A structure in which the packet size of the bainitic ferrite phase is 15 μm or less is obtained for the structure of the thick steel plate by containing a bainitic ferrite phase at an area ratio of 80% or more. In the present invention, it is preferable to suppress the generation of a granular bainitic ferrite and obtain a structure composed mainly of a bainitic ferrite phase. Since a shearing transformation of the bainitic ferrite phase arises, it is difficult for coarsening of the structure to occur and high tenacity is ensured with ease. On the other

hand, the diffusional transformation occurs primarily, coarsening of the structure arises, and the tenacity deteriorates.

[0023] Moreover, "granular bainitic ferrite" in the present invention refers to a "granular bainitic ferritic Zw structure (dislocated substructure but fairly recovered lath-free)" (Collection of Photographs of Steel Bainite-I: Bainite Research Committee, ISIJ (1992):4)).

[0024] By obtaining a structure composed mainly of a bainitic ferrite structure, a nonheat-treated highly tenacious thick steel plate having high strength can be obtained. If the area ratio of the bainitic ferrite phase is less than 80%, it is difficult to obtain a thick steel plate having high strength and high tenacity. Moreover, in order to ensure high tenacity, it is necessary that the packet size of the bainitic ferrite phase be 15 μm or less to refine it. If the packet size is over 15 μm , a coarse structure is obtained; hence, high tenacity is hardly obtained. Moreover, a bainitic ferrite packet indicates a structure in which structures called laths having a width of 0.2 and a length of about 10 μm were set in parallel. The packet size is found from image analysis by tracing the packet grain diameter obtained by observation with an optical microscope or scanning electron microscope.

[0025] In addition, since insular martensite is an extremely hard structure, it readily peels at the interface between it and the parent material, and as a result, it readily becomes the starting point of a fracture; hence, in the present invention, no insular martensite is generated in the structure of the thick steel plate or its area ratio is reduced to 2% or less. If the insular martensite content is greater than 2%,

the deterioration of the tenacity is marked.

[0026] In the present invention, the type and content of a phase /5 other than that mentioned above are not limited in particular, but a granular bainitic ferrite having an area ratio up to 20% and a pseudopolygonal ferrite having an area ratio of 5% or less can be permitted. The method for manufacturing the thick steel plate of the present invention is described next. A molten steel having the above-mentioned composition is usually melted in a known melting method to obtain a steel stock in a known casting method, such as continuous casting method.

[0027] The steel stock is heated next in a temperature range of 1,100 to 1,350°C to completely change the steel stock to austenite. If the heating temperature is less than 1,100°C, a sufficient recrystallization rolling cannot be done. If the heating temperature is greater than 1,350°C, on the other hand, the crystal grains coarsen, and further, the loss from oxidation is marked and the yield decreases. Although hot rolling is performed after heating, in the method of manufacture of the present invention, it is preferable to carry out hot rolling, with the cumulative rolling reduction ratio set to 30% or more in a temperature region of 1,000 to 1,250°C, the cumulative rolling reduction ratio set to 30% or greater in the austenite nonrecrystallizing region, and the rolling finishing temperature set to a point **Ar₃** or higher.

[0028] In the present invention, rolling is performed, with the cumulative rolling reduction ratio set to 30% or greater in a temperature range of 1,000 to 1,250°C, and the austenite is recrystallized sufficiently to refine the crystal grains. Although the austenite recrystallization

temperature region is 950 to 1,250°C, in the case of a very low carbon steel, as in the present invention, it is necessary to roll the very low carbon steel at a rolling reduction ratio of 30% or less in a high temperature region to recrystallize and refine the coarse γ grains during heating. Of course, after that, it is advantageous to further refine the austenite grains by rolling in a low recrystallization temperature region. Thus, it is preferable to set the cumulative rolling reduction ratio in a temperature region of 1,000 to 1,250°C to 30% or higher. If the cumulative rolling reduction ratio is less than 30%, the rolling reduction ratio is insufficient and sufficient refining of the austenite grain cannot be achieved. Refining the austenite grains in advance is advantageous for refining a structure produced by a subsequent transformation, and the tenacity of the steel plate obtained at the end is improved. Furthermore, assuming the composition contains Ti and dispersion of TiN is possible, it is even more advantageous for refining of the austenite grains.

[0029] Furthermore, in the present invention, a hot rolling is performed at a cumulative rolling reduction ratio of 30% or more in the austenite nonrecrystallizing region (temperature region less than 950°C). By performing a rolling at a cumulative rolling reduction ratio of 30% or more in the austenite nonrecrystallizing region, the area of the austenite crystal grain boundary increases geometrically, and distortion energy can be accumulated by means of rolling. Thus, the bainite transformation is accelerated within the austenite grain boundary and the austenite grains. Due to correlation with the refining of the austenite grains by means of intensive working in the above-mentioned austenite recrystallizing

region, the resulting bainite is one having a small packet size. Thus, a thick steel plate having satisfactory parent material tenacity and a low yield ratio can be obtained.

[0030] Moreover, the hot rolling is finished at a rolling end temperature at a point Ar_3 . If the rolling end temperature of hot rolling is less than point Ar_3 , the ferrite is rolled, separation occurs, and the tenacity decreases markedly. After hot rolling is finished, the steel plate is cooled preferably to 400°C or less at a cooling rate of 0.1 to 20°C/s.

[0031] If the cooling rate is less than 0.1°C/s, the amount of granular bainitic ferrite and pseudopolygonal ferrite generated is large. With granular bainitic ferrite, the packet size of the bainite coarsens; hence, the tenacity deteriorates. Moreover, "pseudopolygonal ferrite" here refers to a ferrite structure with a squarish grain boundary.

[0032] Meanwhile, if the cooling rate exceeds 20°C/s, the amount of insular austenite is large and the tenacity deteriorates. Thus, it is preferable to limit the cooling rate after hot rolling is finished to 0.1 to 20°C. Moreover, the cooling stop temperature is preferably 400°C or less from the point of view that transformation of the bainitic ferrite is completed.

[0033] [Practical Examples]

(Practical Example 1)

Molten steel having the compositions shown in Table 1 were melted in a converter to obtain steel stock (slag) in a continuous casting method.

By using these slag (steel stock), hot rolling was performed under the heat, rolling, and cooling conditions shown in Table 2 and changing the

initial plate thickness diversely to obtain 4 to 100 mm thick steel plates.

[0034] The microstructure, tensile characteristics, and tenacity of these steel plates were investigated.

(1) Microstructure

A test piece was collected from each steel plate, the structure was photographed under an optical microscope or scanning electron microscope at a position $1/2 T$ the plate thickness in the C direction, and the structural species was identified and the structural fraction was measured using an image analyzer.

(2) Tensile characteristics

A No. 5 JIS tensile test piece was collected from the thick center of each steel plate, and in accordance with JIS Z-2241, the yield stress **YS**, tensile strength **TS**, and elongation **E1** were measured and the yield ratio **YR** was calculated.

(3) Tenacity

A No. 4 JIS impact test piece was collected from the thick center of each steel plate, a Sharpy impact test was conducted in accordance with JIS Z-2242 to find the fracture transition temperature **vTrs**.

[0035] The results thus obtained are shown in Table 3.

[0036] [Table 1]

Steel No.	Chemical Constituents (mass %)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Nb
A	0.008	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.42	0.060
B	0.020	0.25	1.50	0.010	0.0018	0.035	0.56	0.045
C	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	0.42	0.020
D	0.020	0.25	3.00	0.010	0.0018	0.035	0.22	0.062
E	0.030	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.80	0.015
F	<u>0.003</u>	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.39	0.045
G	<u>0.040</u>	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.31	0.045
H	0.020	0.25	<u>1.00</u>	0.010	0.0018	0.035	0.33	0.045
I	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	<u>0.04</u>	0.045
J	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.29	<u>0.004</u>

[0037] [Table 2]

Steel Plate No.	Steel No.	Hot Rolling Conditions			Cooling After Rolling		Finished Plate Thickness (mm)
		Heating Temp. (°C)	Rolling Reduction Ratio at 1,100 to 1,250°C (%)	Rolling Reduction Ratio in Nonrecrystallizing Region (%)	Rolling End Temperature (°C)	Cooling Rate (°C/s)	
1	A	1200	40	50	850	5.8	18
2	B	1200	40	50	850	6.1	18
3	C	1200	30	60	850	6.5	15
4		1200	40	50	850	20	16
5		1200	50	40	850	0.8	100
6		1200	40	40	850	4.7	19
7		1200	40	50	850	<u>0.05</u>	100
8		1200	40	50	850	<u>30</u>	4
9		<u>1080</u>	<u>0</u>	50	850	5.2	27
10		1200	40	<u>20</u>	850	7.3	26
11		1200	<u>20</u>	50	850	8.5	21
12	D	1200	40	50	850	4.5	16
13	E	1200	40	50	850	7.2	16
14	F	1200	40	50	850	7.1	16
15	G	1200	40	50	850	6.9	16
16	H	1200	40	50	850	6.3	16
17	I	1200	40	50	850	4.9	16
18	J	1200	40	50	850	5.7	16

[0038] [Table 3]

Steel Plate No.	Steel No.	Structure					Tensile Characteristics				Tenacity	Notes
		Bainitic Ferrite		Insular Martensite	Granular Ferrite Area	Pseudo-poly- gonal Ferrite	YS	TS	El	YR	vTrs	
		Area Ratio (%)	Packet size (μm)	Area Ratio (%)	Ratio (%)	Area Ratio (%)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(°C)	
1	A	80	6	0	10	0	508	727	21.1	69.9	-90	Example of present invention
2	B	100	10	0	0	0	551	733	20.9	75.2	-65	Example of present invention
3	C	100	13	0	0	0	614	919	20.3	75.0	-65	Example of present invention
4		100	6	0	0	0	647	910	19.7	70.5	-20	Example of present invention
5		80	7	0	18	2	555	771	20.7	72.0	-100	Example of present invention
6		100	11	0	0	0	533	808	22.3	69.2	-85	Example of present invention
7		6	9	0	30	16	515	825	23.1	75.2	-90	Comparative Example
8		95.9	11	3.1	0	0	723	973	19.3	74.6	-10	Comparative Example
9		100	17	0	0	0	486	894	22.5	70.0	10	Comparative Example
10		100	32	0	0	0	547	731	20.7	74.9	30	Comparative Example
11		100	70	0	0	0	499	705	20.6	70.8	10	Comparative Example
12	D	100	8	0	0	0	501	821	20.3	73.2	-80	Example of present invention
13	E	98.8	8	1.2	0	0	536	833	20.6	68.0	-60	Example of present invention
14	F	0	-	0	43	50	434	592	24.8	73.5	-100	Comparative Example
15	G	97.4	6	2.6	0	0	938	856	19.8	74.6	55	Comparative Example
16	H	30	-	0	30	40	419	584	25.1	71.7	-100	Comparative Example
17	I	100	10	0	0	0	688	699	22.4	85.0	-35	Comparative Example
18	J	18	-	0	20	62	405	580	23.2	69.9	-100	Comparative Example

[0039] In all of the examples of the present invention, thick steel plates are obtained, with the bainitic ferrite having a packet size of 15 μm or less having an area ratio of 80% or greater, a structure comprising insular martensite of 2% or less, a high strength **TS** of 700 MPa or more, a low yield ratio **YR** of 80% or less, and a high tenacity **vTrs** of -20°C or less. On the other hand, the comparative examples (steel plates Nos. 9, 10, and 11) in which the rolling reduction ratio of the austenite recrystallizing region temperature or the austenite nonrecrystallizing temperature region is less than 30%, which is outside the range of the present invention, have a **vTrs** greater than -20°C and reduced tenacity.

[0040] Moreover, the structure in comparative example (steel plate No. 7) in which the cooling rate is less than 0.1°C/s , which is outside the range of the present invention, is a granular bainitic ferrite and pseudopolygonal ferrite mixed structure, and the strength is unsatisfactory. Moreover, although the strength is insufficient in the comparative example

(steel plate No. 8) in which the cooling rate is over 20°C/s, which is outside the range of the present invention, the strength is unsatisfactory in all of the comparative examples (steel plates Nos. 14 and 16 to 18) in which any of C, Mo and Nb is low and outside the range of the present invention. The amount of insular martensite generated is large and the tenacity is deteriorated in the comparative example (steel plate No. 15) in which the amount of C is higher than 0.03%.

(Practical Example 2)

Molten steel having the compositions shown in Table 4 were melted in a converter to obtain steel stock (slag) in a continuous casting method. Hot rolling was performed under the heating, rolling and cooling /8 conditions shown in Table 5 by changing the initial film thickness diversely using these slag (steel stock) to obtain 4 to 100 mm thick steel plates.

[0041] The microstructure, tensile characteristics and tenacity of these steel plates were examined, as in Practical Example 1. The results thus obtained are shown in Table 6.

[0042] [Table 4]

Steel No.	Chemical Constituents (Mass %)															
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B	Ca	REM
2 A	0.020	0.25	1.35	0.010	0.0018	0.035	1.0	0.74	0.25	0.29	0.010	0.04	—	—	0.0020	—
2 B	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	—	1.0	—	—	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	0.0080
2 C	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	—	—	0.50	0.25	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	0.0080
2 D	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	—	—	0.008	0.0020	0.0020	—
2 E	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 F	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	1.5	1.0	0.50	0.40	0.045	0.03	0.012	0.0020	0.0020	—
2 G	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	2.0	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 H	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	—	0.0020	—
2 I	0.040	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 J	0.080	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 K	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	1.0	—	—	0.40	0.045	—	—	—	—	—
2 L	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	1.0	—	0.40	0.045	—	—	—	—	—
2 M	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	0.50	0.40	0.045	—	—	—	—	—
2 N	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	0.03	—	—	—	—
2 O	0.015	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	0.015	—	—	—
2 P	0.012	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	—	0.0025	—	—
2 Q	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	—	—	0.0020	—
2 R	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	—	—	—	0.0080

[0043] [Table 5]

Steel Plate No.	Steel No.	Hot Rolling Conditions				Cooling After Rolling	Finished Plate Thickness
		Heating Temperature (°C)	Rolling Reduction Ratio (%) at 1100-1,250(°C)	Rolling Reduction Ratio (%) in Nonrecrystallizing Region	Rolling End Temperature (°C)	Cooling Rate (°C/s)	
2-1	2A	1200	60	50	850	6.1	20
2-2	2B	1200	70	50	850	5.3	15
2-3	2C	1200	70	50	850	7.3	15
2-4	2D	1200	60	50	850	5.5	20
2-5	2E	1250	50	50	850	0.08	25
2-6		1250	70	50	850	0.82	15
2-7		1250	70	50	850	6.3	15
2-8		1250	70	50	850	9.6	15
2-9		1250	70	50	850	25	15
2-10	2F	1200	20	50	850	7	20
2-11		1200	70	20	850	5.8	12
2-12		1200	60	50	850	6	20
2-13	2G	1200	70	50	850	4.4	15
2-14	2H	1200	60	50	850	0.63	20
2-15		1200	50	50	850	4.5	25
2-16		1200	60	50	850	8.3	20
2-17	2I	1200	60	50	850	5.9	20
2-18	2J	1200	60	50	850	6.2	20
2-19	2K	1200	60	50	800	5.5	20
2-20	2L	1200	60	50	800	6.1	20
2-21	2M	1200	60	50	800	6.5	20
2-22	2N	1200	60	50	800	4.9	20
2-23	2O	1200	60	50	800	6.3	20
2-24	2P	1200	60	50	800	8.1	20
2-25	2Q	1200	60	50	800	6.7	20
2-26	2R	1200	60	50	800	4.9	20

[0044] [Table 6]

Steel Steel Plate No. No.		Structure					Tensile Conditions				Tensility	Notes
		Bainitic	Perrite	Insular Martensite	Granular Bainitic Perrite Area	Pseudopolygon al Perrite Area Ratio(%)	YS	TS	FI	YR	VTrs	
		Area Ratio (%)	Packet Size (μm)	Area Ratio (%)	Perrite Area Ratio(%)		(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(°C)	
1-1	2A	0	—	0	70	30	522	811	21.2	85.4	-120	Comparative Example
2-2	2B	100	8	0	0	0	577	891	20.8	83.5	-60	Comparative Example
2-3	2C	100	9	0	0	0	565	734	20.6	77.0	-60	Example of Present Invention
2-4	2D	25	—	0	60	15	531	817	21.1	84.1	-65	Comparative Example
2-5	2E	20	—	0	80	0	597	821	18.7	72.7	0	Comparative Example
2-6		80	12	0	20	0	613	844	18.3	72.6	-60	Example of Present Invention
2-7		100	8	0	0	0	679	886	19.0	76.6	-65	Example of Present Invention
2-8		100	8	0	0	0	671	973	19.8	63.8	-30	Example of Present Invention
2-9		100	8	0	0	0	644	1002	18.8	64.3	-20	Comparative Example
2-10		2F	100	9	0	0	0	734	941	19.4	78.0	-10
2-11		100	6	0	0	0	541	918	18.3	78.2	-40	Comparative Example
2-12		100	8	0	0	0	725	930	17.7	73.0	-60	Example of Present Invention
2-13		2G	100	10	0	0	0	734	960	19.2	76.5	-30
2-14	2H	95	13	0	5	0	571	750	19.9	76.1	-100	Example of Present Invention
2-15		100	10	0	0	0	572	750	20.7	75.7	-100	Example of Present Invention
2-16		100	11	0	0	0	603	798	19.5	75.6	-100	Example of Present Invention
2-17	2I	97.1	9	2.9	0	0	757	979	17.8	77.3	-10	Comparative Example
2-18	2J	92.2	9	7.8	0	0	970	1268	17.0	76.5	-10	Comparative Example
2-19	2K	190	10	0	0	0	587	745	20.1	76.1	-100	Example of Present Invention
2-20	2L	100	11	0	0	0	575	752	19.8	76.5	-120	Example of Present Invention
2-21	2M	100	13	0	0	0	534	782	18.7	74.6	-90	Example of Present Invention
2-22	2N	100	11	0	0	0	572	731	20.2	78.2	-70	Example of Present Invention
2-23	2O	100	9	0	0	0	513	710	18.8	72.3	-90	Example of Present Invention
2-24	2P	100	13	0	0	0	554	734	20.6	69.8	-50	Example of Present Invention
2-25	2Q	100	11	0	0	0	520	708	18.9	73.5	-90	Example of Present Invention
2-26	2R	100	11	0	0	0	496	706	21.0	70.2	-90	Example of Present Invention

[0045] In all of the examples of the present invention, thick steel plates are obtained, in which the bainitic ferrite having a packet size of 15 μm or less has an area ratio of 80% or greater, have a structure having an insular martensite of 2% or less, a high strength **TS** of 700 MPa or more, a low yield ratio **YR** of 80% or less, and a high tenacity **vTrs** of -20°C or less. On the other hand, the comparative examples have

a high yield ratio or reduced tenacity outside the ranges of the present invention. Thereby a thick steel plate having the target high strength, high tenacity and a low yield ratio of the present invention is not obtained.

[0046] [Advantages of the Invention]

As above, according to the present invention, a nonheat-treated thick steel plate having a high strength **TS** of 700 MPa or more class, a low yield ratio of 80% or less, and high tenacity at a fraction transition temperature **vTrs** of -20°C or less can be manufactured stably, and remarkable advantages are presented from an industrial standpoint.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-147477

(P2003-147477A)

(43) 公開日 平成15年5月21日 (2003.5.21)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 E 0 0 2
B 2 1 B 1/38		B 2 1 B 1/38	A 4 K 0 3 2
3/00		3/00	A
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/12		C 2 2 C 38/12	
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 11 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2001-342010(P2001-342010)

(22) 出願日 平成13年11月7日 (2001.11.7)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 林 透

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72) 発明者 星野 俊幸

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 700MPa超級非調質低降伏比厚鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高強度で、低降伏比、高靱性の非調質厚鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 C: 0.005 ~ 0.03%, Si: 0.05 ~ 0.5 %, Mn: 1.5 ~ 3.0 %, Al: 0.01 ~ 0.08%, Mo: 0.05 ~ 1.00 %, Nb: 0.005 ~ 0.08% を含有する組成と、面積率で 80 % 以上のベイニティックフェライト相を含み、あるいはさらに島状マルテンサイトを面積率で 2 % 以下含む組織とを有し、ベイニティックフェライトのバケットサイズが 15 μ m 以下とする。これにより、引張強さ: 700MPa 超え、降伏比: 80 % 以下、破面遷移温度 v_{Trs} : -20°C 以下が得られる。さらに、Cu、Ni、Cr、Ti、V、B のうち 1 種または 2 種以上、および/または、Ca%, REM のうち 1 種または 2 種以上を含有してもよい。

【特許請求の範囲】

C : 0.005 ～0.03%、
Mn : 1.5 ～3.0 %、
Mo : 0.05～1.00%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成と、面積率で80%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、該ベイニティックフェライト相のパケットサイズが15 μ m以下であり、引張強さ：700MPa超え、降伏比：80%以下、破面遷移温度 $vTrs$ ：-20℃以下を有することを特徴とする700MPa超級非調質低降伏比厚鋼板。

【請求項2】 前記組織が、島状マルテンサイトを面積率で2%以下含む組織であることを特徴とする請求項1に記載の700MPa超級非調質低降伏比厚鋼板。

C : 0.005 ～0.03%、
Mn : 1.5 ～3.0 %、
Mo : 0.05～1.00%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有する鋼素材を、1100℃～1350℃に加熱後、該鋼素材に、1000～1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、オーステナイト未再結晶域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を Ar_3 点以上とする熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度：0.1～20℃/sで冷却することを特徴とする、非調質高強度低降伏比高靱性厚鋼板の製造方法。

【請求項5】 前記組成に加えてさらに、mass%で、C : 0.05～2.0 %、Ni : 0.05～2.0 %、Cr : 0.05～2.0 %、Ti : 0.003～0.050 %、V : 0.003～0.080 %、B : 0.0003～0.0030%のうちの1種または2種以上、および/または、Ca : 0.0003～0.0030%、REM : 0.0003～0.010 %のうちの1種または2種以上、を含有する組成とすることを特徴とする請求項4に記載の700MPa超級非調質低降伏比厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、非調質厚鋼板に係り、とくに、橋梁、建築、造船、建築機械、産業機械、海洋構造物、ペンストック等に用いて好適な高強度で低降伏比、高靱性の厚鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、引張強さ(TS)700MPa級以上の厚鋼板は、高強度と高靱性をバランスよく確保するため、調質処理を施されて製造されていた。調質処理は、高強度で高靱性の優れた特性を有する製品を安定して製造できるという利点はあるが、調質処理を施された鋼板は、圧延ままの非調質鋼板と比較して、長い製造期間を要するとともに、製造コストが高くなるという問題がある。

【0003】このような問題に対し、TS：700MPa以上の高強度を有する厚鋼板を、圧延ままで製造する試みが行われてきた。例えば、特開平8-188823号公報には、C、

* * 【請求項1】 mass%で、

Si : 0.05～0.5 %、
Al : 0.01～0.08%、
Nb : 0.005 ～0.08%

※【請求項3】 前記組成に加えてさらに、mass%で、C : 0.05～2.0 %、Ni : 0.05～2.0 %、Cr : 0.05～2.0 %、Ti : 0.003～0.050 %、V : 0.003～0.080 %、B : 0.0003～0.0030%のうちの1種または2種以上、および/または、Ca : 0.0003～0.0030%、REM : 0.0003～0.010 %のうちの1種または2種以上、を含有する組成とすることを特徴とする請求項1または2に記載の700MPa超級非調質低降伏比厚鋼板。

【請求項4】 mass%で、

Si : 0.05～0.5 %、
Al : 0.01～0.08%、
Nb : 0.005 ～0.08%

★Si、Mn、Mo、Nbを適量添加した素材に、2相域圧延を施す、TS:780MPa級の非調質厚鋼板の製造方法が提案されている。しかし、2相域で熱間圧延を行うとセパレーションが発生しやすくなり、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが低下するという問題がある。

【0004】また、特開平11-264107号公報には、極低Cおよび高Mnとし、Cu、NbおよびBを適量含有させた鋼片を、1000～1350℃に加熱したのち、950～1100℃の温度域における累積圧下率が50%以上で、かつ圧延終了温度が800℃以上とする熱延を施し、圧延終了後、1℃/s以上、30℃/s以下の冷却速度で冷却し、(Ar_3 -20℃)以下550℃以上で冷却を停止する、非調質高張力鋼の製造方法が提案されている。この技術によれば、TS:700MPa級の高張力鋼材を非調質で製造できるとしている。しかしながら、特開平11-264107号公報に記載された技術で製造された鋼板は、降伏比が80%以上と高く、耐震性を要求される構造部材への適用には問題があった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、引張強さTS：700MPa超え級の高強度で、80%以下の低降伏比、破面遷移温度 $vTrs$ ：-20℃以下の高靱性を有する非調質厚鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するため、TS：700MPa級以上の非調質高強度鋼板において、靱性に及ぼす組織の影響について鋭意検討した。その結果、破面遷移温度 $vTrs$ ：-20℃以下という高靱性を確保するためには、極低炭素系とし、島状マルテンサイトの生成を防止するか、あっても面積率で2%以下に低減するとともに、面積率で80%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とすることが肝要であ

ることを見出した。ベイニティックフェライトは剪断的に変態が起こるため、組織の粗大化が起こりにくく、高靱性を確保しやすい。

【0007】なお、本発明でいう『ベイニティックフェライト』とは、ラスはあるが、炭化物はない束状組織（ただし初期オーステナイト粒界が残存する）（Sheaf-like with laths but no carbide: conserving the prior grain boundary）（鋼のベイナイト写真集-I：日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会、(1992)4）をいうものとする。

【0008】また、島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となりやすい。このため、島状マルテンサイトの生成を防止するか、あっても面積率で2%以下に低減すれば、靱性低下への影響が少ない。このようなことから、本発明者らは、高強度でかつ高靱性を有する厚鋼板を得るためには、組織をベイニティックフェライトを主体とする組織とし、合わせてさらに島状マルテンサイトを、存在しても面積率で2%以下に低減した組織とすることが好ましいことに想到した。

【0009】本発明は、上記した知見に基づいて、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明は、mass%で、C：0.005～0.03%、Si：0.05～0.5%、Mn：1.5～3.0%、Al：0.01～0.08%、Mo：0.05～1.00%、Nb：0.005～0.08%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成と、面積率で80%以上のベイニティックフェライト相を含み、あるいはさらに島状マルテンサイトを面積率で2%以下含む組織とを有し、前記ベイニティックフェライト相のバケットサイズが15μm以下であり、引張強さ：700MPa超え、降伏比：80%以下、破面遷移温度 $vTrs$ ：-20℃以下を有することを特徴とする700MPa超級非調質低降伏比厚鋼板である。また、本発明では、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu：0.05～2.0%、Ni：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、Ti：0.003～0.050%、V：0.003～0.080%、B：0.0003～0.0030%のうち1種または2種以上、および/または、Ca：0.0003～0.0030%、REM：0.0003～0.010%のうち1種または2種以上、を含有する組成とすることが好ましい。

【0010】また、本発明は、mass%で、C：0.005～0.03%、Si：0.05～0.5%、Mn：1.5～3.0%、Al：0.01～0.08%、Mo：0.05～1.00%、Nb：0.005～0.08%を含有し、あるいはさらにmass%で、Cu：0.05～2.0%、Ni：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、Ti：0.003～0.050%、V：0.003～0.080%、B：0.0003～0.0030%のうち1種または2種以上、および/または、Ca：0.0003～0.0030%、REM：0.0003～0.010%のうち1種または2種以上、を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材を、1100℃～1350℃に加熱

後、該鋼素材に、1000～1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、オーステナイト未再結晶域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を Ar_3 点以上とする熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度：0.1～20℃/sで冷却することを特徴とする、非調質高強度低降伏比高靱性厚鋼板の製造方法である。

【0011】

【発明の実施の形態】まず、本発明の厚鋼板の組成限定理由について説明する。以下、組成におけるmass%は単に%と記す。

C：0.005～0.03%

Cは、鋼の強度を増加させる元素であり、本発明では所定の強度を確保するためには0.005%以上の含有を必要とするが、0.03%を超えると島状マルテンサイトが面積率で2%超となりやすく、靱性が劣化しやすくなる。このため、Cは0.005～0.03%に限定した。なお、好ましくは0.015～0.022%である。

【0012】Si：0.05～0.5%

Siは、脱酸剤として作用する元素であり、本発明では製鋼上0.05%以上の含有を必要とするが、0.5%を超えて含有すると、靱性を劣化させる。このため、Siは0.05～0.5%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.20～0.35%である。

Mn：1.5～3.0%

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の引張強さを700MPa超えとするため、および組織をベイニティックフェライト組織とするためには、1.5%以上の含有を必要とする。一方、3.0%を超える含有は、溶接部の靱性を著しく劣化させる。このようなことから、Mnは1.5～3.0%の範囲に限定した。

【0013】Al：0.01～0.08%

Alは、脱酸剤として作用し、このためには0.01%以上の含有を必要とするが、0.08%を超えて含有すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接金属部への希釈によって溶接金属部の靱性を劣化させる。このため、Alは0.01～0.08%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.02～0.04%である。

【0014】Mo：0.05～1.00%

Moは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の高強度化に有効に作用する。このような効果を得るためには、0.05%以上の含有を必要とする。また、Moを0.05%以上含有することにより、降伏比が80%以下と低下する効果もある。一方、1.00%を超える含有は、靱性に悪影響を与える。このため、Moは0.05～1.00%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.20～0.50%である。

【0015】Nb：0.005～0.08%

Nbは、組織をベイニティックフェライト組織とする作用を有し、このために0.005%以上の含有を必要とする。一方、0.08%を超えて含有すると、溶接熱影響部の靱性が劣化する。このため、Nbは0.005～0.08%の範囲に限

定した。なお、好ましくは0.01~0.06%である。

【0016】以上が基本成分であるが、これら成分に加えてさらに、下記成分を選択して含有することができる。

Cu: 0.05~2.0 %, Ni: 0.05~2.0 %, Cr: 0.05~2.0 %, Ti: 0.003 ~0.050 %, V: 0.003 ~0.080 %, B: 0.0003~0.0030%のうち1種または2種以上Cu、Ni、Cr、Ti、V、Bは、いずれも、鋼の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ単独あるいは複合して含有できる。

【0017】Cuは、固溶強化および析出強化により鋼の強度を上昇させる有効な元素である。本発明では含有する場合、0.05%以上含有することが好ましいが、2.0 %を超えて含有すると、靱性が劣化する。このため、Cuは0.05~2.0 %に限定することが好ましい。Niは、母材靱性を保ちつつ強度を増加できる有効な元素である。本発明では含有する場合、0.05%以上含有することが好ましいが、2.0 %を超えて含有しても飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、コスト的に不利となる。このため、Niは0.05~2.0 %の範囲に限定することが好ましい。

【0018】Crは、鋼の強度を上昇させる有効な元素であり、またベイナイト変態開始温度を低下させベイニティックフェライト組織の生成を促進させる作用も有している。本発明では含有する場合、このような効果を得るために0.05%以上含有することが好ましいが、2.0 %を超えて含有すると靱性が劣化する。このため、Crは0.05~2.0 %の範囲に限定することが好ましい。

【0019】Tiは、Ti (CN) として析出強化により強度を上昇させる元素であり、初期オーステナイト粒径を微細化し靱性の向上にも有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために0.003 %以上含有することが好ましい。一方、0.050 %を超えて含有すると、Ti (CN) 粒子が粗大化し、所望の効果が得られなくなる。このようなことから、Tiは0.003 ~0.050 %の範囲に限定することが好ましい。

【0020】Vは、V (CN) として析出強化により強度上昇に有利に作用する元素であり、このような効果を得るためには0.003 %以上含有することが好ましい。一方、0.080 %を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Vは0.003 ~0.080 %の範囲に限定することが好ましい。Bは、ベイナイト変態開始温度を低下させて、鋼の高強度化に寄与する元素であり、本発明では含有する場合、0.0003%以上含有することが好ましい。一方、0.0025%を超えて含有すると、鋼が著しく硬化して靱性の劣化を招く恐れがある。このため、Bは0.0003~0.0025%の範囲に限定することが好ましい。

【0021】Ca: 0.0003~0.0030%、REM : 0.0003~0.010 %のうち1種または2種以上Ca、REM は、いずれも介在物の形態制御を介してHAZ 靱

性を向上させる作用を有している。Caは、0.0003%以上の添加で、介在物の形態制御によりS、Oとのバランスを適切に選択することでHAZ 靱性を向上させる。一方、0.0030%を超えて添加しても、その効果が飽和する。このため、Caは0.0003~0.0030%の範囲に限定することが好ましい。

【0022】REM は、REM (O、S) を形成してHAZ 靱性を向上させる。このような効果は、0.0003%以上の含有で認められるが、0.010 %を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、REM は0.0003~0.010 %に限定することが好ましい。ついで、本発明の厚鋼板の組織限定理由について説明する。本発明では、厚鋼板の組織を、面積率で80%以上のベイニティックフェライト相を含み、該ベイニティックフェライト相のパケットサイズが15 μ m 以下の組織とする。本発明では、グラニューレーベイニティックフェライトの生成を抑制し、ベイニティックフェライト相を主体とする組織とすることが好ましい。ベイニティックフェライトは剪断的に変態が起るため、組織の粗大化が起りにくく、高靱性を確保しやすい。一方、グラニューレーベイニティックフェライトは、拡散変態が主となり組織の粗大化が起り、靱性が劣化する。

【0023】なお、本発明でいう『グラニューレーベイニティックフェライト』とは、粒状のベイナイト組織で転位密度の高いサブ組織を有するもの（ただし、ラスがほとんど残らないほど回復している）(granular bainitic ferritic structure: dislocated substructure but fairly recovered like "lath-less") (鋼のベイナイト写真集-I: 日本鉄鋼協会、ベイナイト調査研究部会、(1992)4)をいうものとする。

【0024】ベイニティックフェライト相を主相とする組織にすることにより、非調質でも高強度で高靱性の厚鋼板が得られる。ベイニティックフェライト相が面積率で80%未満では、高強度で高靱性を有する厚鋼板が得にくくなる。また、高靱性を確保するためには、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは15 μ m 以下と、微細化する必要がある。パケットサイズが15 μ m を超えると、粗大組織となるため、高靱性が得にくくなる。なお、ベイニティックフェライトのパケットとは、幅0.2 μ m、長さ10 μ m 程度のラスと呼ばれる組織が平行に集合した組織を指す。パケットサイズは、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡観察により得たパケット粒径をトレースして画像解析により求めるものとする。

【0025】また、島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となりやすいため、本発明では、厚鋼板の組織中に島状マルテンサイトを生成させないか、あるいは面積率で2%以下に低減する。島状マルテンサイトの含有量が2%を超えると、靱性の劣化が顕著となる。

【0026】本発明では、上記した以外の相については、その種類、含有量をとくに限定しないが、面積率が20%以下までのグラニューベイニティックフェライト、面積率が5%以下までの擬ポリゴナルフェライトが許容できる。次に、本発明の厚鋼板の製造方法について説明する。まず、上記した組成の溶鋼を、転炉等の、通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の通常公知の鋳造方法で鋼素材とする。

【0027】について、鋼素材を、1100~1350℃の温度範囲に加熱し、鋼素材を完全にオーステナイト化する。加熱温度が1100℃未満では、その後の十分な再結晶圧延ができなくなる。一方、加熱温度が1350℃を超えると、結晶粒が粗大化するうえ、酸化ロスが顕著となり歩留が低下する。加熱後、熱間圧延を行うが、本発明の製造方法では、1000~1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、オーステナイト未再結晶域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度をAr₃点以上とする熱間圧延を施すことが好ましい。

【0028】本発明では、オーステナイト再結晶温度域である、1000~1250℃の温度域における累積圧下率が30%以上の圧延を行い、オーステナイトを十分に再結晶させ結晶粒を微細化する。オーステナイト再結晶温度域は950~1250℃であるが、特に本発明のような極低炭素鋼の場合には加熱時の粗大粒を再結晶させ微細化させるために高温域で圧下率30%以上の圧延が必要となる。もちろんこの後、再結晶低温域で圧延することはさらなるオーステナイト粒微細化のために有利である。このようなことから、1000~1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上とすることが好ましい。累積圧下率が30%未満では、圧下量が不足して、十分なオーステナイト粒の微細化が達成できない。予め、オーステナイト粒を微細化しておくことが、その後の変態により生成される組織の微細化に有効であり、最終的に得られる鋼板の靱性を向上させる。さらに、Tiを含有し、TiNの分散が可能な組成とすると、オーステナイト粒の微細化には一層有利となる。

【0029】さらに、本発明では、オーステナイト未再結晶域(950℃未満の温度域)で累積圧下率が30%以上の熱間圧延を行う。オーステナイト未再結晶域で累積圧下率30%以上の圧延を行うことにより、オーステナイト結晶粒界の面積を幾何学的に増大させ、かつ、圧延による歪エネルギーを蓄積させることができる。これにより、オーステナイト粒界およびオーステナイト粒内からのベイナイト変態を促進させる。オーステナイト未再結晶域での強加工と、上記したオーステナイト再結晶域での強加工によるオーステナイト粒の微細化との相乗効果により、生成するベイナイトはバケットサイズが小さい

ベイナイトとなる。これにより、良好な母材靱性と、低降伏比を有する厚鋼板とすることができる。

【0030】なお、熱間圧延は、Ar₃点以上の圧延終了温度で圧延を終了する。熱間圧延の圧延終了温度が、Ar₃点未満では、フェライトを圧延することになり、セパレーションが発生し靱性が顕著に低下する。熱間圧延終了後、鋼板を冷却速度:0.1~20℃/sで、好ましくは400℃以下まで冷却する。

【0031】冷却速度が0.1℃/s未満では、グラニューベイニティックフェライト、擬ポリゴナルフェライトの生成量が多くなる。グラニューベイニティックフェライトでは、ベイナイトのバケットサイズが粗大化するため、靱性が劣化する。なお、ここでいう、擬ポリゴナルフェライトとは、粒界が角ばったフェライト組織を言う。

【0032】一方、冷却速度が20℃/sを超えると、島状マルテンサイトの生成量が多くなり、靱性が劣化する。このようなことから、熱間圧延終了後の冷却速度を0.1~20℃/sに限定することが好ましい。また、ベイニティックフェライトの変態を完了させるという観点から冷却停止温度は400℃以下とすることが好ましい。

【0033】

【実施例】(実施例1)表1に示す組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材(スラブ)とした。これらスラブ(鋼素材)を用いて、初期板厚を種々変化させて、表2に示す加熱・圧延・冷却条件で、熱間圧延を行い、板厚4~100mmの鋼板とした。

【0034】これらの鋼板について、微視組織、引張特性および靱性を調査した。

(1)微視組織

各鋼板から試験片を採取し、C方向の板厚1/2T位置について、光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡により組織を撮像し、画像解析装置を用いて、組織種類の同定、および組織分率を測定した。

(2)引張特性

各鋼板の板厚中心から、JIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して、引張試験を実施し、降伏応力YS、引張強さTS、伸びEIを測定し、降伏比YRを算出した。

(3)靱性

各鋼板の板厚中心から、JIS 4号衝撃試験片を採取し、JIS Z 2242の規定に準拠して、シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度vTrsを求めた。

【0035】得られた結果を、表3に示す。

【0036】

【表1】

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Nb
A	0.008	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.42	0.060
B	0.020	0.25	1.50	0.010	0.0018	0.035	0.56	0.045
C	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	0.42	0.020
D	0.020	0.25	3.00	0.010	0.0018	0.035	0.22	0.062
E	0.030	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.80	0.015
F	<u>0.003</u>	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.39	0.045
G	<u>0.040</u>	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.31	0.045
H	0.020	0.25	<u>1.00</u>	0.010	0.0018	0.035	0.33	0.045
I	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	<u>0.04</u>	0.045
J	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.29	<u>0.004</u>

【0037】

* * 【表2】

鋼板 No.	鋼 No	熱間圧延条件				圧延後冷却	仕上り 板厚 (mm)
		加熱温度 (℃)	1100~1250℃での 圧下率 (%)	未再結晶域での 圧下率 (%)	圧延終了温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	
1	A	1200	40	50	850	5.8	16
2	B	1200	40	50	850	6.1	16
3	C	1200	30	60	850	6.5	15
4		1200	40	50	850	20	16
5		1200	50	40	850	0.8	100
6		1200	40	40	850	4.7	19
7		1200	40	50	850	<u>0.05</u>	100
8		1200	40	50	850	<u>30</u>	4
9		<u>1080</u>	<u>0</u>	50	850	6.2	27
10		1200	40	<u>20</u>	850	7.3	26
11		1200	<u>20</u>	50	850	8.5	21
12	D	1200	40	50	850	4.6	16
13	E	1200	40	50	850	7.2	16
14	F	1200	40	50	850	7.1	16
15	G	1200	40	50	850	6.9	16
16	H	1200	40	50	850	6.3	16
17	I	1200	40	50	850	4.9	16
18	J	1200	40	50	850	5.7	16

【0038】

※ ※ 【表3】

鋼板 No.	鋼 No	組 織						引 張 特 性				備 考
		ベイニティックフェライト		島状マルテンサイト	γ ₂ フェライト	擬ポリゴナルフェライト	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	YR (%)		
		面積率 (%)	平均サイズ(μm)	面積率 (%)	面積率 % *	面積率 % *						
1	A	80	6	0	20	0	508	727	21.1	69.9	-90	本発明例
2	B	100	10	0	0	0	551	733	20.9	75.2	-65	本発明例
3	C	100	13	0	0	0	614	819	20.5	75.0	-65	本発明例
4		100	5	0	0	0	642	910	19.7	70.5	-50	本発明例
5		80	7	0	18	2	555	771	20.7	72.0	-100	本発明例
6		100	11	0	0	0	558	806	20.3	69.2	-85	本発明例
7		5	9	0	80	15	515	685	23.1	75.2	-90	比較例
8		96.9	11	3.1	0	0	726	973	19.3	74.6	-10	比較例
9		100	17	0	0	0	486	694	22.5	70.0	10	比較例
10		100	32	0	0	0	547	731	20.7	74.9	30	比較例
11		100	20	0	0	0	499	705	20.5	70.8	10	比較例
12	D	100	8	0	0	0	601	821	20.3	73.2	-80	本発明例
13	E	98.8	8	1.2	0	0	566	833	20.6	68.0	-60	本発明例
14	F	0	-	0	40	60	434	591	24.8	73.5	-100	比較例
15	G	97.4	6	2.6	0	0	638	856	19.8	74.6	55	比較例
16	H	30	-	0	30	40	419	584	25.1	71.7	-100	比較例
17	I	100	10	0	0	0	586	689	22.4	85.0	-95	比較例
18	J	18	-	0	20	62	405	580	23.2	69.9	-100	比較例

【0039】本発明例はいずれも、パッケージサイズ15μm以下のベイニティックフェライトが面積率で80%以上で、島状マルテンサイトが2%以下の組織を有し、TS: 700MPa以上の高強度と、YR: 80%以下の低降伏比と、vTrs: -20°C以下の高韌性を有する厚鋼板となっている。一方、オーステナイト再結晶温度域の圧下率またはオーステナイト未再結晶温度域の圧下率が30%未満と本発明の範囲から外れる比較例(鋼板No.9, No.10, No.11)は、vTrs: -20°Cを超え、韌性が低下している。

【0040】また、冷却速度が0.1°C/s未満と、本発明の範囲から外れる比較例(鋼板No.7)では、組織がグラ*50

40* ニューラベイニティックフェライトと擬ポリゴナルフェライトの混合組織となり、強度が不足している。また、冷却速度が20°C/sを超え、本発明の範囲から外れる比較例(鋼板No.8)は、強度は十分であるが、韌性が不足している。C, Mo, Nbのいずれかが本発明の範囲から低く外れる比較例(鋼板No.14, No.16~No.18)はいずれも、強度が不足している。Cが0.03%より多い比較例(鋼板No.15)は、島状マルテンサイトが多量に生成し、韌性が劣化している。

(実施例2)表4に示す組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材(スラブ)とした。これらスラブ

(鋼素材)を用いて、初期板厚を種々変化させて、表5に示す加熱・圧延・冷却条件で、熱間圧延を行い、板厚4～100 mmの鋼板とした。

*に、微視組織、引張特性および靱性を調査した。得られた結果を表6に示す。

【0042】

【0041】これらの鋼板について、実施例1と同様 *

【表4】

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)															
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B	Ca	REM
2 A	0.020	0.25	1.35	0.010	0.0018	0.035	1.0	0.74	0.25	0.29	0.010	0.08	—	—	0.0020	—
2 B	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	—	1.0	—	—	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	0.0060
2 C	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	—	—	0.50	0.25	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	0.0060
2 D	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	—	—	0.008	0.0020	0.0020	—
2 E	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 F	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	1.0	1.0	0.50	0.40	0.045	0.03	0.012	0.0020	0.0020	—
2 G	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	2.0	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 H	0.020	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	—	0.0020	—
2 I	0.040	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 J	0.080	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	0.5	1.0	0.50	0.40	0.045	—	0.012	0.0020	0.0020	—
2 K	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	1.0	—	—	0.40	0.045	—	—	—	—	—
2 L	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	1.0	—	0.40	0.045	—	—	—	—	—
2 M	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	0.50	0.40	0.045	—	—	—	—	—
2 N	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	0.03	—	—	—	—
2 O	0.015	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	0.015	—	—	—
2 P	0.012	0.25	2.00	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	—	0.0025	—	—
2 Q	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	—	—	0.0020	—
2 R	0.020	0.25	2.50	0.010	0.0018	0.035	—	—	—	0.40	0.045	—	—	—	—	0.0060

【0043】

Nitrogen →

※ ※【表5】

鋼板 No.	鋼 No	熱間圧延条件				圧延後冷却	仕上り 板厚 (mm)
		加熱温度 (℃)	1100~1250℃での 圧下率 (%)	未再結晶域での 圧下率 (%)	圧延終了温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	
2-1	2A	1200	60	50	850	6.1	20
2-2	2B	1200	70	50	850	5.3	15
2-3	2C	1200	70	50	850	7.3	15
2-4	2D	1200	60	50	850	5.5	20
2-5	2E	1250	50	50	850	0.08	25
2-6		1250	70	50	850	0.82	15
2-7		1250	70	50	850	6.3	15
2-8		1250	70	50	850	9.6	15
2-9		1250	70	50	850	25	15
2-10	2F	1200	20	50	850	7	20
2-11		1200	70	20	850	5.8	12
2-12		1200	60	50	850	6	20
2-13	2G	1200	70	50	850	4.4	15
2-14	2H	1200	60	50	850	0.63	20
2-15		1200	50	50	850	4.5	25
2-16		1200	60	50	850	8.3	20
2-17	2I	1200	60	50	850	5.9	20
2-18	2J	1200	60	50	850	6.2	20
2-19	2K	1200	60	50	800	5.5	20
2-20	2L	1200	60	50	800	6.1	20
2-21	2M	1200	60	50	800	6.5	20
2-22	2N	1200	60	50	800	4.9	20
2-23	2O	1200	60	50	800	6.3	20
2-24	2P	1200	60	50	800	8.1	20
2-25	2Q	1200	60	50	800	6.7	20
2-26	2R	1200	60	50	800	4.9	20

【0044】

* * 【表6】

鋼板 No.	鋼 No	組 織					引 張 特 性				靱性 vTrs (℃)	備 考
		ベイニティックフェライト		島状マル テン 面積率(%)	粒状ベイニッ ク 面積率(%)	縦方向マル テン 面積率(%)	YS (MPa)	TS (MPa)	E L (%)	YR (%)		
		面積率(%)	平均サイズ(μm)									
2-1	2A	0	—	0	70	30	522	611	21.2	85.4	-170	比較例
2-2	2B	100	8	0	0	0	577	691	20.8	83.5	-60	比較例
2-3	2C	100	9	0	0	0	565	734	20.6	77.0	-60	本発明例
2-4	2D	25	—	0	60	15	531	617	21.1	86.1	-65	比較例
2-5	2E	20	—	0	80	0	597	821	18.7	72.7	0	比較例
2-6		80	12	0	20	0	613	844	18.3	72.6	-60	本発明例
2-7		100	8	0	0	0	679	886	19.0	76.6	-65	本発明例
2-8		100	8	0	0	0	621	973	19.0	63.8	-30	本発明例
2-9		100	6	0	0	0	644	1002	18.8	64.3	20	比較例
2-10	2F	100	9	0	0	0	734	941	19.4	78.0	10	比較例
2-11		100	6	0	0	0	541	948	18.3	78.2	40	比較例
2-12		100	8	0	0	0	725	930	17.7	78.0	-60	本発明例
2-13	2G	100	10	0	0	0	734	960	19.2	76.5	-30	本発明例
2-14	2H	95	13	0	5	0	571	750	19.9	76.1	-100	本発明例
2-15		100	10	0	0	0	572	756	20.7	75.7	-100	本発明例
2-16		100	11	0	0	0	603	798	19.5	75.8	-100	本発明例
2-17	2I	97.1	9	2.9	0	0	757	979	17.8	77.3	-10	比較例
2-18	2J	92.2	9	7.8	0	0	970	1268	17.0	76.5	-10	比較例
2-19	2K	100	10	0	0	0	567	745	20.1	76.1	-100	本発明例
2-20	2L	100	11	0	0	0	575	752	19.8	76.5	-120	本発明例
2-21	2M	100	13	0	0	0	524	702	18.7	74.6	-90	本発明例
2-22	2N	100	11	0	0	0	572	731	20.2	78.2	-70	本発明例
2-23	2O	100	9	0	0	0	513	710	18.8	72.3	-90	本発明例
2-24	2P	100	13	0	0	0	554	794	20.6	69.8	-50	本発明例
2-25	2Q	100	11	0	0	0	520	708	18.9	73.5	-90	本発明例
2-26	2R	100	11	0	0	0	496	706	21.0	70.2	-90	本発明例

【0045】本発明例はいずれも、パッケージサイズ15μm以下のベイニティックフェライトが面積率で80%以上で、島状マルテンサイトが2%以下の組織を有し、TS：700MPa以上の高強度と、YR：80%以下の低降伏比と、vTrs：-20℃以下の高靱性を有する厚鋼板となっている。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、強度が不足するか、降伏比が高いか、靱性が低下しているかして、本発明の目的である高強度、高靱性、低降伏比の厚鋼板とな*

* っていない。

【0046】

【発明の効果】以上のように、本発明によれば、引張強さTS：700MPa超え級の高強度で、80%以下の低降伏比、破面遷移温度vTrs：-20℃以下の高靱性を有する非調質厚鋼板が容易にかつ安定して製造でき、産業上格段の効果奏する。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁷
C 2 2 C 38/58

識別記号

F I
C 2 2 C 38/58

データベース(参考)

(72)発明者 天野 虔一
岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目（番地な
し） 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

F ターム(参考) 4E002 AD07 BC05 BD07
4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11
AA12 AA14 AA15 AA16 AA17
AA19 AA22 AA23 AA24 AA27
AA29 AA31 AA35 AA36 AA40
BA01 CA03 CB02 CC03 CC04
CD01 CD02 CD03